

SÍNTESIS Y CARACTERIZACIÓN DE PELÍCULAS DELGADAS SEMICONDUCTORAS

Manuel García Méndez

UANL-FCFM

Universidad Autónoma de Nuevo León
Facultad de Ciencias Físico Matemáticas
CIIDIT
San Nicolás de los Garza, Nuevo León, México

Santos Morales Rodríguez

FIME de la UAdeC

Unidad Monclova

Resumen:

En este trabajo se presentan los resultados de una investigación que consistió en el depósito y crecimiento de películas delgadas de nitruro de aluminio (AlN) empleando la técnica de erosión iónica reactiva por corriente directa (DC). Se describe el análisis experimental de las propiedades estructurales de las películas.

Palabras claves:

erosión iónica reactiva, películas delgadas de AlN

Introducción

Hoy día, la Ciencia de Superficies y Películas Delgadas ha alcanzado un alto grado de especialización. La combinación de las propiedades de diversos materiales crecidos en película delgada ha permitido el desarrollo de una gran variedad de dispositivos semiconductores. En este trabajo nos enfocaremos en el nitruro de aluminio (*AlN*), material perteneciente al grupo de los nitruros, denominados compuestos III-V. Estos materiales tienen un gran potencial en aplicaciones tecnológicas como dispositivos funcionales en campos tales como la fotónica (dispositivos optoelectrónicos), tribología (recubrimientos resistentes al desgaste y a sustancias hostiles) y microelectrónica (heteroestructuras semiconductoras y electrodos transparentes) [1,2].

Por otra parte, durante el proceso de síntesis y crecimiento de *AlN* en película delgada, es posible incorporarle oxígeno. El material que surge al combinar un metal con oxígeno y nitrógeno (MeN_xO_y ; Me: metal, en este caso Al), se le denomina oxinitruro. Cuando se incorpora oxígeno durante el crecimiento de la película de *AlN*, se induce la producción de enlaces iónicos **metal-oxígeno** dentro de la matriz de enlaces covalentes **metal-nitrógeno**. De esta manera, la colocación de átomos de oxígeno en la estructura cristalina del *AlN* produce modificaciones significativas en sus propiedades eléctricas y ópticas, modificándose por consiguiente la conductividad térmica y propiedades piezoeléctricas del material resultante [3,4]. Los oxinitruros de aluminio, al ser tan versátiles, se pueden aplicar como recubrimientos protectores, recubrimientos ópticos, electrónicos y bio-electrónicos, por su respuesta espectral en el UV (absorción), muy similar a la piel humana [5-7]. Asimismo, el *AlN* oxidado crecido en película delgada puede ser un material que reemplace a las películas convencionales de Si_3N_4 o de SiO_2 en celdas solares tipo-p [2,8-10].

Dado el potencial de aplicaciones del *AlN* (ya sea puro u oxidado), aunado a que el proceso de oxidación del *AlN* policristalino es un mecanismo que aún no se comprende del todo, sobre todo en la modificación de las propiedades de la película, es importante realizar un estudio detallado que involucre tanto la síntesis de este tipo de sistemas, como el análisis de sus propiedades utilizando técnicas experimentales y cálculos teóricos.

Para la fabricación de las películas de *AlN* existen varias técnicas y/o procedimientos disponibles, entre algunas de ellas se encuentran el **depósito por vapor químico** (CVD: Chemical Vapor Deposition)[11-13], **epitaxia de haces moleculares** (MBE: Molecular Beam Epitaxy) [14,15], **depósito asistido por haz de iones**

(ion beam assisted deposition) [16,17] y **erosión iónica reactiva por magnetrón** (ionic-reactive magnetron sputtering).

De las técnicas mencionadas, la erosión iónica reactiva se puede emplear para crecer películas delgadas de *AlN* con un crecimiento controlado altamente direccional (a lo largo del eje *c*), cumpliendo con los requerimientos de área larga de depósito (del orden de cm^2) y temperatura baja del sustrato (de temperatura ambiente a 200°C como máximo). Una temperatura baja es un requerimiento importante: una temperatura alta sería totalmente incompatible con el proceso de fabricación de dispositivos [1].

La estructura cristalina es una de las propiedades más importantes de un material, ya que es el punto de partida para explicar todas las demás. Por tal motivo, en este trabajo se llevó a cabo un análisis de las propiedades estructurales de las muestras utilizando difracción de rayos X y espectroscopia UV, para obtener información acerca de los parámetros de red, espesor y homogeneidad.

Experimental

Síntesis de las películas

El equipo experimental para el depósito y crecimiento de películas delgadas está ubicado en las instalaciones del **Laboratorio de Películas Delgadas del CICFIM de la FCFM-UANL** y está conformado por una cámara de pirex conectada a un sistema de alto vacío. El alto vacío, que se produce con un sistema de bomba mecánica y turbomolecular, puede alcanzar valores de $\approx 1 \times 10^{-6}$ Torr.

Dentro de la cámara, la distancia entre el magnetrón (donde se coloca el blanco) y porta sustratos se mantiene fija en 5 cm. El porta sustratos lleva integrado un calefactor (hasta 600°C) conectado a un medidor de temperatura. Justo arriba del magnetrón está posicionado un obturador manual que puede impedir o permitir a voluntad del operador la llegada de partículas al sustrato. El magnetrón está conectado a una fuente externa que suministra el voltaje (Volts) y provee mediciones de la corriente sobre el blanco (Amperes) y la potencia (Watts). Por medio de una válvula se inyectan los gases dentro de la cámara (gases de alta pureza de Ar, N_2 y O_2 , 99.999%). El flujo de cada gas se controla con rotámetros individuales.

Un disco de aluminio (1" de diámetro, 1/8" de espesor, 99.99 % de pureza) se utilizó como blanco. Las películas se depositaron en sustratos portaobjetos de vidrio sometidos previamente a limpieza ultrasónica en un baño de acetona. Previo al depósito se efectúa

vacío a una presión base de $\approx 10^{-6}$ Torr con el calefactor activado a 100°C , para efectos de limpieza de la cámara (degasificar). Posteriormente, se introduce el gas argón y se aplica el voltaje de descarga para generar el plasma (Ar^+) durante 20 min a una presión de trabajo de 10 mTorr (20 sccm de flujo) para limpieza del blanco. Toda esta parte del proceso se realizó con el obturador colocado entre blanco-sustrato.

Al término del procedimiento de limpieza cámara-blanco, se inicia el proceso de depósito. Para el crecimiento de películas de AlN se introduce en la cámara una mezcla de Ar y N_2 como gases reactivos. Para el crecimiento de películas de AlNO se introduce una mezcla de Ar y N_2 y O_2 . Las muestras se depositaron utilizando flujos de 20 sccm para Ar , 1 sccm para N_2 y 1 sccm para O_2 . La temperatura se aplicó durante el proceso de depósito.

Se fabricaron cuatro muestras, de las cuales dos corresponden a AlN (15 min de depósito, etiquetadas S_1 y S_2) y dos a AlNO (10 min de depósito, etiquetadas S_3 y S_4).

Caracterización de las películas

Las propiedades estructurales de las películas se analizaron con un equipo de difracción de rayos X Philips X'Pert de ánodo de cobre, radiación $\text{K}\alpha$, $\lambda=1.54 \text{ \AA}$. Se tomaron mediciones de alta resolución $\theta/2\theta$ (geometría Bragg-Brentano) con un tamaño de paso de 0.005° . La homogeneidad y espesor óptico de las películas se evaluaron por medio de curvas de transmitancia obtenidas con un espectrómetro UV-Visible marca Perkin Elmer 350.

Resultados y discusión

En la **Tabla 1** se incluyen las condiciones experimentales de crecimiento con las cuales se obtuvieron las películas. En la columna de la extrema derecha de cada tabla también se incluye el espesor óptico, calculado de las curvas de transmitancia UV-Visible. En la **Figura 1** se presentan los difractogramas de rayos X.

Comprobando que las películas cristalizaron en una estructura tipo wüurzita, los difractogramas se procesaron con un programa de software para obtener los parámetros de red a y c correspondientes a cada muestra, partiendo de la base de datos JCPDS (archivo pdf # 00-025-1133, $c=4.97 \text{ \AA}$, $a=3.11 \text{ \AA}$) [18].

Utilizando la fórmula de Bragg:

$$2d_{hkl}\sin\theta = n\lambda \quad (1)$$

y la fórmula para la distancia entre planos (para una red hexagonal):

$$\frac{1}{d_{hkl}^2} = \frac{4}{3} \left(\frac{h^2 + hk + k^2}{a^2} \right) + \frac{l^2}{c^2} \quad (2)$$

Entonces se introducen al programa los planos (h k l) con su respectivo ángulo θ , extraídos directamente de cada difractograma. Con estos datos se procede a calcular los parámetros de red a y c utilizando un análisis de correlación múltiple de optimización por mínimos cuadrados. En el procedimiento, cada plano es un parámetro que se mantiene constante y los parámetros de red son los que se ajustan según el procedimiento mencionado. Con este procedimiento, el análisis se vuelve más cuantitativo y no se limita solamente a comparar difractogramas con el estándar de la base de datos.

En las películas, se puede observar que la reflexión (002) presenta mayor intensidad (o número de cuentas) en la S_2 . En este caso, la temperatura aplicada de 100°C incrementó el ordenamiento cristalino del sistema. En la

Tabla 1. Parámetros experimentales de depósito de las muestras

	(Película) °C @ tiempo	V (Volts)	P (Watts)	Espesor (nm)
S1	(AlN) TA @15min	360	120	980
S2	(AlN) 100°C @15 min	360	130	970
S3	(AlNO) TA @ 10 min	360	190	820
S4	(AlNO) 120°C @ 10 min	360	185	940

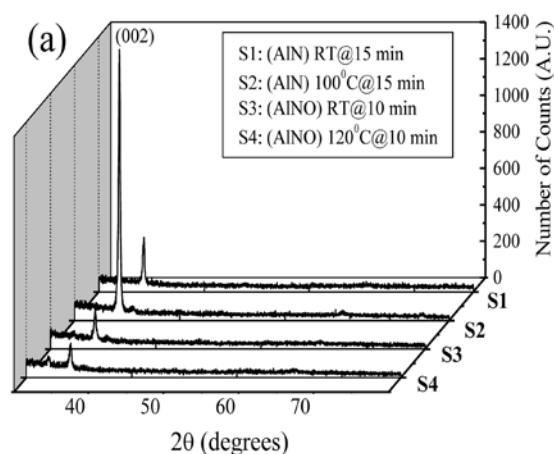


Figura 1. Difractogramas obtenidos de las películas depositadas sobre sustratos de vidrio

S3 y *S4*, la intensidad de la reflexión (002) y el tamaño de grano son similares en ambos casos, lo cual demuestra que la temperatura aplicada a *S4* no tuvo efecto para mejorar su cristalinidad.

De todas las muestras, la *S2* fue la que presentó mayor grado de cristalinidad (evaluando intensidad y tamaño de grano), indicando que un rango de temperaturas, desde temperatura ambiente a $\approx 100^\circ\text{C}$, es la que se debe suministrar al sistema para lograr crecimiento cristalino altamente orientado.

En cuanto al oxígeno y sus productos de reacción, la presencia de compuestos de alúmina ($\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$: JCPDS # 29-63) o espinel ($\gamma\text{-AlON}$: JCPDS 10-425 y 18-52) no fue detectada en los difractogramas, con especial énfasis en las muestras *S3* y *S4* mismas que fueron crecidas con flujo de oxígeno. Sin embargo, en términos termodinámicos, el aluminio elemental presenta una reacción energéticamente más favorable con el oxígeno que con el nitrógeno: es más favorable formar Al_2O_3 en una reacción de fase gaseosa de $\text{Al} + (3/2)\text{O}_2$, que AlN de $\text{Al} + (1/2)\text{N}_2$, ya que $\Delta G(\text{Al}_2\text{O}_3) = -1480\text{ kJ/mol}$, mientras que $\Delta G(\text{AlN}) = -253\text{ kJ/mol}$ [3,5,19]. Por lo tanto, la existencia de las fases de Al_2O_3 ó AlON en las películas no puede ser descartada. Sin embargo, la presencia de estas fases puede estar en proporciones muy pequeñas, tales que escapan a la capacidad de detección de la técnica de rayos X.

Las muestras crecidas sin oxígeno (sin descartar trazas residuales) *S1* y *S2* presentan una mayor calidad cristalina que *S3*, *S4*. Para estas tres últimas muestras, el oxígeno introducido en la cámara puede inducir la oxidación del blanco (denominado “envenenamiento del blanco”), formando una película superficial de óxido de aluminio amorfo AlO_x . Esta capa de óxido puede formar una barrera electrostática que puede afectar la efectividad del proceso de erosión iónica, al disminuir la energía cinética de las partículas que inciden en el sustrato. Esta disminución en la energía cinética afectará la calidad cristalina de la película.

El oxígeno también interactúa con la red de AlN , cuando a través de un mecanismo de difusión, sustituye a un átomo de nitrógeno del enlace más débil Al-N_0 , paralelo a la dirección [0001] [3,20,19]. El radio iónico del oxígeno ($r_0=0.140\text{ nm}$) es casi diez veces mayor que el radio iónico del nitrógeno ($r_0=0.01\text{-.}02\text{ nm}$) [21], por lo que al sustituir al nitrógeno, perturbará el ordenamiento cristalino de la red, induciendo defectos puntuales. De esta manera, los defectos puntuales afectarán el apilamiento del arreglo hexagonal en la dirección “c”. En este aspecto, se ha reportado que el oxígeno tiende

a formar configuraciones octaédricas que tienden a posicionarse en el plano basal {001}, por ser el de menor energía [9,10]. Este efecto más notorio para las películas crecidas con flujo de oxígeno. Por ejemplo, para la *S4*, la temperatura aplicada (120°C) puede promover un ingreso por difusión más efectivo para el oxígeno; por eso en este caso, la temperatura no contribuyó a mejorar la calidad cristalina de la película. En la *S3*, el oxígeno provocó en las películas una baja calidad cristalina, aún en ausencia de temperaturas altas.

En la **Tabla 2** se incluyen los datos obtenidos de calcular los parámetros de red de cada muestra. Se incluye también el cálculo de tamaño de grano L por la fórmula de Debye-Scherrer [22].

De los datos de la tabla 2 se puede observar que los parámetros de red calculados presentan algunas diferencias con respecto al estándar de JCPDS ($a=3.11\text{ \AA}$ y $c=4.97\text{ \AA}$), sobretodo el valor de c . En las muestras *S3* y *S4*, que fueron depositadas con flujo de oxígeno, el valor de c tiende a alejarse más del valor reportado en el estándar, lo que concuerda también con la baja intensidad de la reflexión (002) detectada en estas muestras, denotando el defecto de apilamiento en la dirección [0001].

La calidad de una película delgada se puede evaluar con espectroscopia UV-Visible, realizando mediciones de transmitancia vs longitud de onda (T vs λ) [23]. Con las curvas T vs λ se obtiene el espesor y el coeficiente de absorción. Las curvas de T vs λ se incluyen en la **Figura 2**.

Cuando el espesor de la película es uniforme, los efectos de interferencia entre el sustrato y la película dan lugar a la aparición de oscilaciones. El número de oscilaciones está relacionado con el espesor de la película. La aparición de oscilaciones indica que el espesor de la película delgada es uniforme. En caso contrario, esto es si el espesor no fuera uniforme, los efectos de interferencia se anularían y la curva luciría

Tabla 2. Parámetros de red obtenidos de las mediciones de difracción de rayos X

	<i>a</i>	<i>c</i>	<i>c/a</i>	<i>L</i>
S1	3.11	4.99	1.60	21
S2	3.11	4.98	1.60	23
S3	3.13	5.0	1.59	21
S4	3.14	5.0	1.59	20

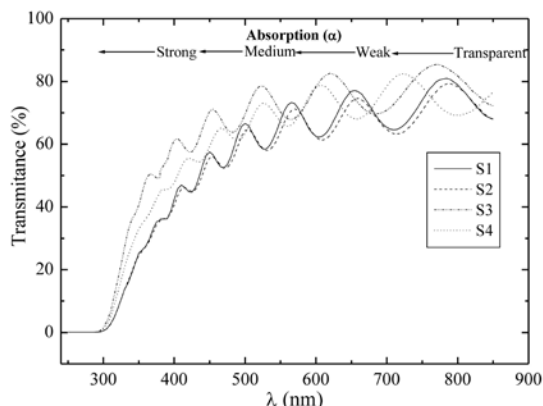


Figura 2. Curvas de transmisión óptica T vs λ

como una envolvente [24]. A partir de las oscilaciones en una curva T vs λ , el espesor se puede obtener de la siguiente fórmula [24,25]:

$$t = \frac{1}{2n \left(\frac{1}{\lambda_2} - \frac{1}{\lambda_1} \right)} \quad (3)$$

donde: t es el espesor de la película, $n=n(\lambda)$ es el índice de refracción y λ_1 y λ_2 son las longitudes de onda entre los dos máximos o mínimos más cercanos.

De la figura, se puede observar que todas las curvas presentan oscilaciones, lo cual es un indicador de la homogeneidad de los depósitos: el espesor es uniforme, independientemente del tipo de crecimiento cristalino de cada película.

En la **Figura 3** se presenta una imagen de *FESEM* en sección transversal, correspondiente a la *S2*. De la imagen, se puede corroborar la presencia de una interfaz película/sustrato muy bien definida, con la película de espesor homogéneo que corrobora lo obtenido por medio de las mediciones UV-Visible.

Con la evidencia que arrojan los análisis realizados hasta ahora y comparando con información de la literatura, se puede establecer que durante el proceso de depósito, el oxígeno se enlaza con el aluminio disponible formando fases de AlO_x . En las muestras depositadas con flujo de $Ar+N_2$, hay trazas de oxígeno residual que modificaron en alguna medida los parámetros de red, pero no afectaron la calidad cristalina de la película en la dirección c . El efecto del oxígeno es mas notorio en

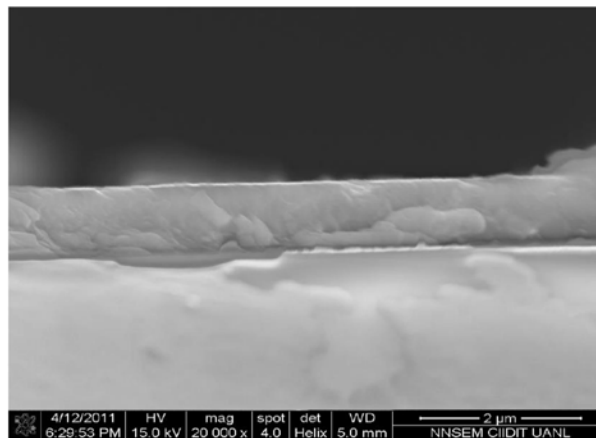


Figura 3. Imagen de *FESEM* de una sección transversal correspondiente a la *S2*. Se puede observar una interfaz bien definida y una película de espesor homogéneo.

las muestras depositadas con flujo de $Ar+N_2+O_2$ (*S3*, *S4*, *S8*), donde las fases de AlO_x inducen defectos de apilamiento en la dirección c . En estas muestras, los difractogramas mostraron una intensidad baja de la reflexión (002), aunado a un menor tamaño de grano L y una modificación más notoria de sus parámetros de red con respecto a la red de AlN hexagonal.

De esta manera, los resultados que proveen las técnicas de rayos X, y espectroscopía UV-Visible, con la imagen de *FESEM* son mutuamente consistentes y complementarios en el análisis de las muestras, donde se corrobora la calidad de las películas.

Conclusiones

Se fabricó un conjunto de películas delgadas de AlN y AlN oxidado por la técnica de erosión iónica reactiva DC.

Todas las películas presentaron un crecimiento preferencial en la dirección [0002], perpendicular al sustrato. Los análisis por rayos X mostraron que las películas están conformadas por una fase mayoritaria de AlN hexagonal. Las muestras con mayor calidad cristalina se depositaron sin flujo de oxígeno. En las muestras depositadas con flujo de oxígeno, las películas presentan una alteración de sus parámetros de red respecto a la celda hexagonal. El oxígeno induce en estas películas un defecto de apilamiento en la dirección c . Independientemente del contenido de oxígeno, las películas poseen un espesor homogéneo.

Agradecimientos

Este proyecto fue financiado por PAICyT UANL.

Referencias

- [1] Moreira, M.A., Doi, I., Souza, J.F. and Diniz, J.A. "Electrical characterization and morphological properties of AlN films prepared by dc reactive magnetron sputtering". *Microelectronic Engineering*. Vol. 88, No. 5, pp. 802-806. May 2011. ISSN 0167-9317.
- [2] Morkoç, H. *Handbook of Nitride Semiconductors and Devices*, Vol. 1: *Materials Properties, Physics and Growth*. Weinheim Wiley-VCH. 2008. ISBN 978-3-527-40837-5, Weinheim, Germany.
- [3] Brien, V. and Pigeat, P. "Correlation between the oxygen content and the morphology of AlN films grown by r.f. magnetron sputtering". *Journal of Crystal Growth*. Vol. 310, No. 16, pp. 3890-3895. August 2008. ISSN 0022-0248.
- [4] Jang, K., Jung, S., Lee, J., Lee, K., Kim, J., Son, H. and Yi, J. "Optical and electrical properties of negatively charged aluminium oxynitride films". *Thin Solid Films*. Vol. 517, No. 1, pp. 444-446. November 2008. ISSN 0040-6090.
- [5] Borges, J., Maz, F. and Marques, L. "AlN_xO_y thin films deposited by DC reactive magnetron sputtering". *Applied Surface Science*. Vol. 252, No. 257, No. 5, pp. 1478-1483. December 2010. ISSN 0169-4332.
- [6] Erilat, A.G., Henry, B.M., Ingram, J.J., Mountain, D.B., McGuigan, A., Howson, R.P., Grovenor, C.R.M., Briggs, G.A.D. and Tsukahara, T. "Characterization of aluminium oxynitride gas barrier films". *Thin Solid Films*. Vol. 388, No. 1-2. June 2001. pp. 78-86, ISSN 0040-6090.
- [7] Xiao, W. and Jiang X. "Optical and mechanical properties of nanocrystalline aluminum oxynitride films prepared by electron cyclotron resonance plasma enhanced chemical vapor deposition". *Journal of Crystal Growth*. Vol. 263, No. 1-3, pp. 165-171. March 2004. ISSN 0022-0248.
- [8] Chaudhuri, J., Nyakiti, L., Lee, R.G., Gu, Z., Edgar, J.H. and Wen, J.G. "Thermal oxidation of single crystalline aluminium nitride". *Materials Characterization*. Vol. 58, No. 8-9, pp. 672-679. August 2007. ISSN 1044-5803.
- [9] Chiu, K.H., Chen, J.H., Chen, H.R. and Huang, R.S. "Deposition and characterization of reactive magnetron sputtered aluminum nitride thin films for film bulk acoustic wave resonator". *Thin Solid Films*. Vol. 515, No. 11, pp. 4819-4825. April 2007. ISSN 0040-6090.
- [10] Jang, K., Lee, K., Kim, J., Hwang, S., Lee, J., Dhungel, S.K., Jung, S. and Yi, J. "Effect of rapid thermal annealing of sputtered aluminium nitride film in an oxygen ambient". *Mat Sci Semicon Proc*. Vol. 9, No. 6, pp. 1137-1141. December 2006. ISSN 1369-8001.
- [11] Uchida, H., Yamashita, M., Hanaki, S. and Fujimoto, T. "Structural and chemical characteristics of (Ti,Al)N films prepared by ion mixing and vapor deposition". *Vacuum*. Vol. 80, No. 11-12, pp. 1356-1361. September 2006. ISSN 0042-207X.
- [12] Sato, A., Azumada, K., Atsumori, T. and Hara, K. "Characterization of AlN:Mn thin film phosphors prepared by metalorganic chemical vapor deposition". *Journal of Crystal Growth*. Vol. 298, pp. 379-382. January 2007. ISSN 0022-0248.
- [13] Takahashi, N., Matsumoto, Y. and Nakamura, T. "Investigations of structure and morphology of the AlN nano-pillar crystal films prepared by halide chemical vapor deposition under atmospheric pressure". *Journal of Physical and Chemistry of Solids*. Vol. 67, No. 4, pp. 665-668. April 2006. ISSN 0022-3697.
- [14] Brown, P.D.; Fay, M.; Bock, N., Marlafeke, M.; Cheng, T.S.; Novikov, S.V.; Davis, C.S.; Campion, R.P., Foxon, C.T. (2002). Structural characterisation of Al grown on group III-nitride layers and sapphire by molecular beam epitaxy. *Journal of Crystal Growth*, Vol. 234, No. 2-3, (January 2002), pp. 384-390, ISSN 0022-0248
- [15] Iwata, S.; Nanjo, Y.; Okuno, T.; Kurai, S.; Taguchi, T. (2007). Growth and optical properties of AlN homoepitaxial layers grown by ammonia-source molecular beam epitaxy. *Journal of Crystal Growth*, Vol. 301-302, (April 2007), pp. 461-464, ISSN 0022-0248
- [16] Lal, K.; Meikap, A.K. ; Chattopadhyay, S.K.; Chatterjee, S.K.; Ghosh, P.; Ghosh, M.; Baba, K.; Hatada, R. (2003). Frequency dependent conductivity of aluminium nitride films prepared by ion beam-assisted deposition. *Thin Solid Films*, Vol. 434, No. 1-2, (June 2003), pp. 264-270, ISSN 0040-6090
- [17] Matsumoto, T.; Kiuchi, M. (2006). Zinc-blende aluminum nitride formation using low-energy ion beam assisted deposition. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research*, Vol. 242, No. 1-2, (January 2006), pp. 424-426, ISSN 0168-583X
- [18] Powder Diffraction File, JCPDS International Centre for Diffraction Data, ICDD, Newtown Square, PA, 1998. (www.icdd.com)
- [19] Brien, V.; Pigeat, P. (2007). Microstructures diagram of magnetron sputtered AlN deposits: Amorphous and nanostructured films. *Journal of Crystal Growth*, Vol. 299, No. 1, (February 2007), pp. 189-194, ISSN 0022-0248
- [20] Jose, F ; Ramaseshan, R. ; Dash, S. ; Tyagi, A.K. ; Raj, B. (2010). Response of magnetron sputtered AlN films to controlled atmosphere annealing. *Journal of Physics D: Applied Physics*, Vol. 43, No. 7, (February 2010), pp. 075304-10, ISSN 0022-3727
- [21] Callister Jr, W.D. (2006). *Materials Science & Engineering: an introduction*. 6th edition (2006) Wiley & Sons. New York. ISBN 0471135763
- [22] A. L. Patterson, "The Scherrer Formula for X-ray Particle Size Determination", *Physical Review B* 56 (1939): 978-982.
- [23] Guo, Q.X.; Tanaka, T.; Nishio, M.; Ogawa, H. (2006). Growth properties of AlN films on sapphire substrates by reactive sputtering. *Vacuum*, Vol. 80, No. 7, (May 2006), pp. 716-718. ISSN 0042-207X
- [24] Swanepoel, R. (1983). Determination of the thickness and optical constants of amorphous silicon. *Journal of Physics E: Scientific Instruments*, Vol. 16, No. 12, (May 1983), pp. 1214-1222. ISSN 0022-3735
- [25] Zong, F.; Ma, H.; Du, W.; Ma, J.; Zhang, X.; Xiao, H.; Ji, F.; Xue, Ch. (2006). Optical band gap of zinc nitride films prepared on quartz substrates from a zinc nitride target by reactive rf magnetron sputtering. *Applied Surface Science*, Vol. 252, No. 22, (September 2006), pp. 7983-7986. ISSN 0169-4332

Datos de los Autores:

Manuel García Méndez

Licenciado en Física por la FCFM de la UANL. Maestría y Doctorado en Física de Materiales, programa conjunto CICESE-UNAM, Ensenada, México. Estancia Posdoctoral en la Universidad de Manchester, Inglaterra. Profesor Investigador de la FCFM desde el 2001. Premio de Investigación 2002 en el área de Ciencias Exactas. Miembro del SNI, nivel I. Sus líneas de investigación se enfocan a la caracterización y crecimiento de materiales nanoestructurados en película delgada.

Santos Morales Rodríguez

Ingeniero en Comunicaciones y Electrónica por la Escuela Superior de Ingeniería Mecánica y Eléctrica del Instituto Politécnico Nacional. Maestría en Ingeniería Eléctrica por la Facultad de Ingeniería Mecánica y Eléctrica de la Universidad Autónoma de Coahuila. Doctorado en Ciencias, Posgrado en Ing. Física Industrial de la FCFM-UANL, abril del 2009. Maestro del área de electrónica analógica y digital, coordinador de la carrera de Ingeniería Electrónica Industrial y jefe del depto. de Investigación y Posgrado en la FIME de la U. A. de C.; medalla al mérito universitario *Miguel Ramos Arizpe* otorgada por la U. A. de C.